METHOD FOR PRODUCING HIGH STRENGTH BOLT EXCELLENT IN DELAYED FRACTURE RESISTANCE AND RELAXATION RESISTANT CHARACTERISTIC

Publication number: JP2001348618

Publication date:

2001-12-18

Inventor:

KOIKE SEIICHI; TAKASHIMA MITSUO; TSUKIYAMA

KATSUHIRO; NAMIMURA YUICHI; IBARAKI

NOBUHIKO

Applicant:

HONDA MOTOR CO LTD; SAGA TEKKOHSHO CO

LTD; KOBE STEEL LTD

Classification:

- international:

F16B31/02; C21D1/26; C21D8/06; C21D9/00; C22C38/00; C22C38/04; C22C38/06; C22C38/30; F16B35/00; C21D8/06; F16B31/00; C21D1/26; C21D8/06; C21D9/00; C22C38/00; C22C38/04; C22C38/06; C22C38/30; F16B35/00; C21D8/06; (IPC1-

C22C38/06; C22C38/30; F16B35/00; C21D8/06; (IPC1-7); C21D8/06; C22C38/00; C22C38/04; C22C38/30;

C21D9/00; C21D1/26; F16B31/02; F16B35/00

- european:

C21D9/00U; C22C38/00B; C22C38/04; C22C38/06

Application number: JP20010083281 20010322

Priority number(s): JP20010083281 20010322; JP20000107006 20000407

Also published as:

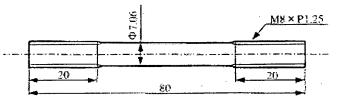


EP1273670 (A1) WO0179567 (A1) US6605166 (B2) US2002179207 (A1) CA2376845 (A1)

Report a data error here

Abstract of JP2001348618

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a useful method for producing a high strength bolt excellent in both of a delayed fracture resistance and a relaxation resistant characteristic, although this bolt has such high strength level as >=1,200 N/mm2 tensile strength. SOLUTION: A steel material for bolt contains 0.50-1.0% C, <=0.5% Si, 0.2-1% Mn and restrains P and S to $\leq 0.03\%$, respectively, and after applying a deep drawing work to the steel material having <20% area ratio of the total of pro-eutectoid ferrite, pro-eutectoid cementite, bainite and martensite and the balance pearlite structure, a bluing treatment is applied in the temperature range of 100-400 deg.C to the one formed as the bolt-shape by cold-heading so as to have >=1,200 N/mm2 tensile strength, and also, excellent delayed fracture resistance and relaxation resistant characteristic.



Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

(11)特許出觀公開番号 特開2001—348618

帝開2001—348618 (P2001—348618A)

(F2001 — 540010A) (43)公開日 平成13年12月18日(2001.12.18)

€ F						25000000000000000000000000000000000000									\$18号	
7-77-1*(数据)						最終頁に祝く			東京都港区南青山二丁目1番1号			佐賀県佐賀市神國一丁目 5 番30号			兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号	
	m	×	ĸ	-	٧	Ĭ									斑	
						00 411		獲	$\overline{\Box}$		ĸ	Ţ		臺	X	
						20		器	差		氢	麈		氢	£	
						70	3328	本田技研工業株式会社	8港区南	7254	株式会社佐賀鉄工所	先货币	1199	株式会社神戸製鋼所	村工村	7828
	00/6	1/36	31/02	32/00	90/8	未耐求 耐水項の数3 OL (全8 頁)	(71) 出題人 00005328	本田招	用紙	392027254	株式	佐賀	000001199	株式3	兵事	100067828
				60	_	143	≦			(71) 出題人			(11) 出頭人			(74) 代理人
_	C21D		F16B		C21D	10E	五			五			田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田田			4
Œ.	ပိ		뎐		ö	電流	5			Ε			5			Ċ
4000						春遊餅水 爿	特膜2001-83281(P2001-83281)		平成13年3月22日(2001.3.22)		◆ 特國2000-107006(P2000-107006)		日本 (JP)			
(51) Int.Cl. ⁷	C 2 1 D 9/00	1/26	F16B 31/02		# C21D 8/06		(21) 出版等号		(22) 出版日		(31) 優先権主職条号	(32)優先日	(33) 優先權主聯國			

(54) [発明の名称] 耐湿れ破壊性および耐リラクセーション特性に優れた高強度ポルトの製造方法

57) [要約]

【課題】 引張強さが1200N/mm2以上の高適度 レベルでありながら、耐湿れ破壊性および耐リラクセー ション特性のいずれにも優れた高強度ボルトを製造する ための有用な方法を提供する。

「解決手段」 C:0.50~1.0%、Si:0.5 %以下およびMn:0.2~1%を失々含着すると共に、P:0.03%以下およびS:0.03%以下に夫々仰観した顕からなり、初析フェライト、初析セメンタイト、ベイナイトおよびマルテンサイトの合計の面積率が20%未満、強部がパーライト組織である解析を強伸線加工した後、冷間圧造によりボルト形状にしたものを100~400℃の温度域でブルーイング処理を行って、1200N/mm²以上の引援強きを有すると共で、1200N/mm²以上の引援強きを有すると共・「、、優れた励建れ破壊性および耐リラクセーション特性

を有する様にする。

[特許請求の範囲]

高強度ポルトの製造方法。 【精味填2】 前記額が、型にてr:0.5%以下(0 %を含まない)および/またはCo:0.5%以下(0 %を含まない)を含有するものである請求項1に記載の 高強度ポルトの製造方法。

[請求項3] 前記編が、型にMo. VおよびNbよりなる群から選ばれる1種または2種以上:合計で0.3%以下 (0%を含まない)含有するものである請求項1または2に配載の高強度ポルトの製造方法。

[発明の詳細な説明]

(外1名)

护理士 小谷 悦町

[000]

【発明の属する技術分野】本発明は、主に自動車用として使用される高強度ボルトを製造するための方法に関するものであり、特に引張強さ(強度)が1200N/mm2以上でありながら耐湿れ破壊性および耐リラクセーション特性に優れた高強度ボルトを製造するための有用な方法に関するものである。

最終頁に扱く

[0002]

【従来の技術】一般の高強度ポルト用鋼には中岐素合金鋼(SCM435,SCM440.SCr440等)が使用され、焼入れ・焼戻しによって必要な強度を確保する様にしている。しかしながら、自動車や各種産業機構用として使用される一般の高強度ポルトでは、引張強さが約1200N/mm²を超える領域になると、遅れ破壊が発生する危険があり、使用上の制約がある。

[0003] 選れ破壊は、非腐食性環境下で起こるものと腐食性環境下で起こるものがあるが、その発生原因は種への要因が複雑にからみあっていると置われており、一概にその原因を特定することは困難である。上記の様な違れ破壊性を左右する制御因子としては、焼展し温度、組織、材料硬き、結晶粒度、各種合金元素等の関与が一応認められているものの、遅れ破壊を防止する為の有効な手段が確立されているものの、遅れ破壊を防止する為の有効な手段が確立されているにいるに、延ばなく、試行種類的に種々の方法が提案されているに過ぎないのが実状であ

【0004】耐遅れ破壊性を改善する為に、例えば特開

昭60-114551号、特開平2-267243号、同3-243745号等の技術が提案されている。これらの技術は、各種の主要な合金元素を閲整することによって、引張強さが1400N/mm2以上でも耐遏れ破壊性が優れた高強度ポルト用綱が開示されているが、遅れ玻機発生の危険が完全に解消されたという訳ではなく、それらの適用範囲はごく履られた範囲に止まってい

[0005]ところで、高温で使用される締付用ボルトでは、使用中に耐力比が低くなり、締付力の低下を招合
現象が生じる場合があり、こうした現象はリラクセージョン (広力緩和)と呼ばれている。そして、特に焼入れ・焼戻し頭ではなくペイナイト類やパーライト類などをボルトなどに利用したときには、こうした現象に対する特性(リラクセーション特性)の低下が懸念される。こうした現象が生じるとボルトが伸びてしまい、初期の締付力を確保できない恐れがあるので、例えば自動車エンジン選りなどに適用するボルトでは、リラクセージョン特性にも優れている必要がある。しかしながら、これまでの高強度ボルトでは、こうしたリラクセーション特性にこのにはあまり発達されていない。

[0000]

【発明が解決しようとする課題】本発明はこの様な事情 に着目してなされたものであって、その目的は、引張強 さが1200N/mm²以上の高強度レベルでありなが ら、耐湿れ磁機性および耐リラクセーション特性のいず れにも優れた高強度ポルトを製造するための有用な方法 を提供することにある。

[700

「課題を解決するための手段」上記目的を達成し得た本発明方法とは、C:0、50~1、0%、Si:0、5%以下(0%を含まない)およびMn:0、2~1%を夫々合有すると共に、P:0、03%以下(0%を含む)およびをいっているが以下(0%を含む)た大々御倒した鋼からなり、初折フェライト、初桁セメンタイト、ペイナイトおよびマルデンサイトの合計の面積単が2、ペイナイトおよびマルデンサイトの合計の面積単が2の%来減、残部がパーライト組織である鋼材を強伸緩加工した後、冷間圧造によりボルト形状にしたものを100~400℃の温度域でブルーイング処理を行って、1200N/mm2以上の引張強さを有すると共に、優れた耐選れ破壊性および耐リラクセーション特性を有すれた耐速を有する

る権にする点に要旨を有するものである。 【ののの】また、本発明方法において用いる側には、 必要によって (a) C r:0. 5%以下(0%を含まな い)および/またはCo:0. 5%以下(0%を含まな い)、(b) Mo. VおよびNbよりなる群から選ばれ る1種または2種以上:合計で0. 3%以下(0%を含まなまない)、等を含有させることも有効である。 【0009】 【発明の実施の形態】本発明者らは、従来の高強度ポル

ල

トにおいて耐湿れ破壊性が劣る原因等について検討した。その結果、従来の改善方法では、組織を焼もどしマルテンサイトとして、焼戻館性域の回避、粒界偏折元素の低減、結晶粒微細化を図ることにより耐湿れ破壊性を 1 で、本発明者らは耐湿れ破壊性を更に向上させるために、 本発明者らは耐湿れ破壊性を更に向上させるために 以来 発摘を 5 る 約約を持った パーライト組織とし、 強加工 (神線)により 1 2 0 0 N / m m 2 以上の強度にすることにより、耐遅れ破壊性の向上 が可能であることを見出した。

(10010) 本発明においては、上記の如く初析フェライト、切析セメンタイト、ペイオイトおよびマルテンサイトの合計画積率を20%来満とし、発部がペーライト結構である(即ち、パーライト結構の面積単が80% 別)類材を強神傾加工する必要があるが、こられの要件を規定した理由は次の適りである。

[0011]上記記稿のうち、初祈フェライトと初祈セメンタイトが多く生成すると、神縁時に練割れを起こし伸線できなくなり、始加エにより1200N/mm²以上の強度を得ることができなくなる。また初祈セメンタイトとマルテンサイトは、神線時に断線を引き起こすので少なくする必要がある。更に、ベイナイトはパーライトに比べて加工硬化量が少なくなるので、途中線加工による途度上昇が望めないので少なくする必要がある。

100%/〈ーライト組織とするのが良い。 【0013】本発明方法においては、圧延のまま或は鍛造ままでは高強度ポルトに必要な寸法精度が得られず、また最終的に1200N/mm²以上の強度を選成することが困難になるので、強伸線加工を結ず必要がなる。また、この強伸線加工によって一部のパーライト中のセメンタイトが微細に分散され、水素トラップ能力を向上させると共に、伸線方向に沿って組織が並ぶことによって複数の進展の抵抗になる(亀契伝播方向は伸線方向に ・ (0014) 一方、本発明者らは、ボルトにおけるリラ クセーション特性を改善するという観点からも検討を重 っれてきた。その結果、上記の様に組織を調整した鋼材を 強伸線加工した後、冷間圧造により所定のボルト形状に したものに対して、所定の温度域でブルーイング処理を 行なえば、強度上昇が図れてリラクセーション特性が著

しく改善できることが判明した。即ち、こうしたブルーイング処理を施すことによって、C. Nによる時効硬化が発揮されて盤性変形が防止され、ボルトの強度や耐力 比を向上させると共に、100~200℃における説へだりを起こしにくくなったのである。こうした効果を発揮させる為には、ブルーイング処理温度は100~400℃の必要がある。この温度が100~米が可力比の向上が少なく、リラクセーション特性を十分に改善することができない。また400℃を超えると軟たされ、ボルト始度の低下量が大きくなる。

[0015]尚、ブルーイング処理時間は、その効果を発揮させる為には、上記の温度範囲で30分~4時間程度保持することが望ましい。また、本勢明では、所定のボルト形状にする際に冷間圧強を施すものであるが、これは温間鍛造や熱間鍛造に比べて製造コストが低いと共に、温間鍛造や熱間鍛造では加熱によって軟化され、強伸線加工されたパーライト組織がくずれ、所定の強度が得られないという理由からでる。

【0016】本発明では高速度ボルトの素材として、CをO 50~1 0%含む中・高炭素質であり、また基本的な化学成分組成として、Si:0 5%以下 (0%を含まない) およびMn:0 2~1%を夫々含有すると共に、P:0 03%以下 (0%を含む) およびS:0 03%以下 (0%を含む) およびS:0 03%以下 (0%を含む) およびS:0 03%に夫々抑制した傾材の使用を想定したものであるが、これらの成分の範囲限定理由は下記の通りである。尚、以下では、棒状または線状に熱間加工された傾材をよびその後熱処理された傾材を「線材」と呼び、上部線材を主として神線等の冷間加工を施したものを「網線」と呼び、上部線材を主として神線等の冷間加工を施したものを「網線」と呼び、上

[0017] C: 0. 5~1. 0%

には、ボルトの強度を上げるために有効かつ経済的な元素であり、C含有量を増加させるにつれて、強度が増加する。ボルトにおける目標強度を確保する為には、Cをの、50%以上含有させる必要がある。しかしながら、C量が1、0%を超えると切がセメンタイトの折出量が増加し、靱延性の低下が顕著にあらわれ、神線加工性を劣化させるので、1、0%を上限とした。C含有量の好ましい下限は0、55%であり、より好ましくは0、9%である。またC含有量の好ましい上限は、0、9%である。またC含有量の好ましい上限は、0、9%でのは共析成分倒を用いるのが良い。

[0018]Si:0.5%以下(0%を含まない) Siは、類材の強入れ性を向上させて初析セメンタイトの析出を抑える効果を発揮する。また脱酸剤としての作用が期待され、しかもフェライトに固溶して顕著な固溶強化作用も発揮する。これらの効果は、その含有量が増加するにつれて増大するが、Si含有量が増加するにつれて増大するが、Si含有量が増加するにつれて増大するが、Ci含有量が増加するにつれて増大するが、Ci含有量が増加するにつれて増大するが、Ci含有量が増加するにつれて増大するが、Ci含有量が増加するにつれて増大するが、Ci含有量が増加するにつれて増大するが、Ci含有量が増加するにつれて増大するが、Ci含布置を

(含有量の好ましい上限は、0. 1%であり、更に好ましくは0. 05%である。

[0019] Mn: 0. 2~1. 0%

Mnは脱酸剤としての効果と、総材の焼入性を向上させて線材の断面組織の均一性を高める効果を有する。これらの効果は、0.2%以上含有させることによって有効に発揮される。しかし、Mn含有量が過剰になると、Mnの偏折部にマルテンサイトやベイナイトなどの過冷組織が生成して伸線加工性を劣化させるので、Mn量の上限、0.40~0.70%程度であり、より好ましくは0.45~0.55%程度とするのが良い。

[0020] <u>P:0.03%以下(0%を含む)</u> Pは粒界幅析を起こして、耐避れ破壊性を劣化させる元素である。そこで、P含有量を0.03%以下に抑制することにより、耐避れ破壊性の向上が図れる。尚、P含有量は、好ましくは0.015%以下に低減するのが良い。より好ましくは0.01%以下とするのが良く、更に好ましくは0.005%以下に低減するのが良い。

[0021] <u>S:0.03%以下(0%を含む)</u> Sは鋼中でMnSを形成し、応力が負荷されたときに応 力類中箇所となる。従って、耐避れ破壊性の改善にはS 含有量をできるだけ減少させることが必要となり、こう した観点から0.03%以下に抑制するのが良い。尚、 S含有量は、0.015%以下に低減するのが呼まし く、より好ましくは0.015%以下であり、更に好ましくは0.05%以下とするのが良い。

[0022]本独切方法で高強度ポルトの素材として用いる飼材における基本的な化学成分組成は上記の通りであるが、必要によって (a) Cr:0.5%以下 (0%を含まない) および/またはCo:0.5%以下 (0%を含まない)、(b) Mo. VおよびNbよりなる群から選ばれる1種または2種以上を、合計で0.3%以下(0%を含まない)、等を含有させることも有効である。必要によって含有される各元素における限定理由は、下記の通りである。

[0023] Cr:0. 50%以下(0%を含まない)

「00 2 7] この工程によって、通常の圧延材よりも均質なパーライト組織が得られ、伸続前の強度上昇が図れる。圧延または鍛造終了温度が低過ぎると、オーステナイト化が不十分となり、均質なパーライト組織が得られなくなるので、上記終了温度は80 0 ℃以上とする必要がある。この温度の好ましい範囲は850 ~ 9 5 0 ℃程度であり、更に好ましくは850 ~ 9 0 0 0 ℃程度であ

【0028】上記平均冷却速度∨が166×(韓锋:mm)-1・4よりも小さくなると、均質なパーライト組織が得られなくなるばかりか、初折フェライトや初析セメンタイトが生成し易くなる。また平均冷却速度∨が288

および/またはCo:0.5%以下 (0%を含まない) CrとCoは、Siと同様に初析セメンタイトの析出を 即制する効果があり、初析セメンタイトの低端を図る本 発明の高強度における添加成分としては特に有効であ る。こうした効果は、いずれもその含有量が増加するほ と増大するが、O.5%を超えて含有させてもその効果 は熱和して不経済となるので、その上限をO.5%とした。尚、これらの元素の好ましい範囲はO.5%とし 3%であり、より好ましい範囲はO.1~O.2%程度である。

[0024] <u>Mo. VおよびNbよりなる群から選ばれ</u> る1種または2種以上:合計で<u>0</u>. 3%以下 (0%<u>を</u>含 まない)

Mo、 VおよびNbは、いずれも碌靼な改・窒化物を形成し、耐速れ破壊性の向上に寄与する。また、これらの窒化物および炭化物は、結晶粒の漿細化に有効である。しかしながら、これらの含有量が過剰になると、耐湿れ破壊なおよび靭性を阻奪するので、合計での、3%以下とした。尚、Mo、 VおよびNbの含料量のより好ましい範囲は、0、02~0、2%程度であり、より好ましくは0.05~0、1%程度である。

【のの25】本発明で用いる個材の化学成分組成は上記の通りであり、残部は実質的にFeからなるものである。ここで「実質的にFe」とは、本発明の高強度ボルトにはFe以外にもその特性を阻害しない程度の微量成分(許容成分)をも含み得るものであり、前記भ容成分としては例えばてし、Ni、A1、Ca.B,Zr.Pb.Bi.Te,As.Sn.Sb.N等の元素や〇等の不可避的不純物が挙げられる。

[0026]本発明で素材として用いる線材は、様々な方法によってその組織を顕整することができるが、その代表的な方法について説明する。その方法の一つとして、まず上記の様な化学成分を有する解材を用い、解材の圧延または鍛造総で温度が800℃以上となる様に粉間圧速または熱間鍛造を行なった後、平均冷却速度V(℃/秒)を下記(1)式を満足する様にして400℃まで連続冷却し、引き続き放冷する方法が挙げられる。

166×(縁役:mm) -1.4≤∨≤288×(縁役:mm) -1.4 ··· (1) によって、通常の圧延材よりもち × (縁役:mm) -1.4よりも大きくなると、ペイナイト 降られ、毎線前の強度上昇が図れ やマルテンサイトが生成し弱くなる。

[0029]また本発明で用いる線材は、上記の様な化学位分組成を有する鋼材を用い、この鋼材を800℃以上に加勢した後、500~650℃の温度まで急冷し、その温度で恒温保持(パテンティング処理)することによっても、通常の圧延材より均質なパーライト組織が得よっても、通常の圧延材より均質なパーライト組織が得

られ、伸線前の強度上昇が図れる。 [0030]この方法において、蝌材加熱温度の範囲については、上記圧延または鍛造終了温度と同じ理由で800℃以上とする必要がある。またこの加熱温度の好ましい範囲は、上記と同じである。パテンティング処理

い。均質なパーライト組織を得るには、500~650 **°Cで恒温変態させることが必要である。この恒温変態温** ソルトバス、鉛、流動層等を利用し、加熱した線材 をできるだけ速い冷却速度で急冷することがする望まし り、最も好ましい恒温保持温度はTTT線図のパーライ 度の好ましい温度範囲は、550~600℃程度であ

[0031] 以下本発明を実施例によって更に詳細に説 明するが、下記実施例は本発明を限定する性質のもので はなく、前・後記の趣旨に做して設計変更することはい ずれも本発明の技術的範囲に含まれるものである。 トノーズ付近である。

[実施例] 実施例 1 [0032]

下記费1に示す化学成分組成を有する供試鋼を用い、線 その後、線径: 7. 06mmゆまたは5. 25mmゆま 陸:8~14mmφまで圧延終了温度が約930℃にな 4°C/秒 (下記表2)の範囲となる様に衝風冷却した。 5機に熱間圧延した後、平均冷却速度が4.2~12. で仲積した (仲様取:57~75%)。

[0033] [泰1]

										_	_	_,	_			_
	その他									Cr.0.17	Cr.0.32	Co:0.49	Mo:0.22	V:0.21	Nb:0.05	0.0009 Cr.0.95,Mo:0.18
	0	0.0007	0.0007	0.0006	0.0006	0.0007	0.0006	0.0024	0.0005	0.0007	0.0006	0.0007	0.0007	0.0006	0.0007	_
≆	z	0.004	0.005	0.005	0.005	0.005	0.008	0.006	0.005	0.004	0.006	0.008	0.004	0.004	0.007	0.003
行學成公(質損鬼)	₹	0.029	0.030	0.052	0.032	0.003	0.038	0.030	0.031	0.026	0.031	0.030	0.029	0.028	0:030	0.033
化学成分	S	0.003	0.004	0.011	0.004	0.003	0.004	0.004	0.003	9000	0.003	0.003	0.004	0.003	900	0.009
	۵	0.005	0.008	0.014	900'0	0.005	0.015	0.003	0.005	0.010	0.007	0.005	0.005	0.005	900.0	0.018
	Ž	0.54	0.53	0.76	25.	0.53	0.75	0.12	1.19	0.74	0.49	0.75	0.75	57.0	0.74	0.70
	īs	0.20	91.0	0.27	0.21	0.20	9. 83	070	0.21	0.25	170	020 020	9.	0.20	0 0 7	0.19
	o	8.	0.59	9.85	86	8	8.	0.82	98.	0.82	96.0	0.95	98.	0.83	0.82	9%
	A A A	∢	0	υ	٥	ш	п	G	I	-	7	¥	٦	Σ	z	0

ンサイトまたはパーライト組織の分類を下記の方法で行 い、各組版の面積率を求めた。このとき比較の為に、一 節のものについては焼入れ・焼戻しを行って100%焼 **戻しマルテンサイト組織にしたものについても遅れ破壊** し、遅れ破壊試験を行った。遅れ破壊試験は、ボルトを し、100時間後の破断の有無で価した。また、初析フ 酸中に浸漬後(15%HC1×30分)、水洗・乾燥し エライト、初析セメンタイト、ペイナイトおよびマルテ [0034] 得られた各種蜘線を用い、図1に示すMB ×P1.25 [図1(a)、線径:7.06mmφの鋼 5. 25mmゆの鋼線から]のスタッドボルトを作製 線から] またはM6×P1.0 [図1 (b) 、線径: て大気中で応力負荷(負荷応力は引張強さの90%) 試験を行った。

区別がしきにくい、 ベイナイト 超機 や初析 セメンタイト 【0035】(各組牒の分類)線材および倒線の横断面 5~30秒間浸漬して腐食させた後、走査型電子顕微鏡 (SEM) によってD/4 (Dは直径) 部を組体観察し た。そして、1000~3000倍で5~10視野撮影 し、パーライト組織部分を確定した後、画像解析装置に よって各組倣の面積率を求めた。尚、パーライト組織と 組織については図2(図面代用顕微鏡組織写真)に示す を埋め込み、研磨後、5%ピクリン酸アルコール液に1 ٠, ١, ١

様な組織をベイナイト組織とし、図3(図面代用顕微鏡 切析セメンタイトは、旧オーステナイト結晶粒界に沿っ 組織写真)に示す様な組織を初折セメンタイト組織と判 斯した。これらの組織の傾向として、初析フェライトと て析出し、マルテンサイトは塊状に析出していた。

【0036】また、上記御線を用いて、六角頭付きボル そのとき加工されたポルト頭部の割れ発生状況について トおよび大角フランジポルトを冷間圧造により作製し、

10本中1本でも破断したものを耐遅れ破壊性不良とし [0037] 各線材および鋼線の組織を平均冷却速度と 共に下記表2に、遅れ破壊試験結果および割れ発生状況 を、仲線条件および機械的特性と共に下配数3に示す。 ここで、遅れ破壊試験結果は、各10本試験を行ない、 1本も破断しなかったものを耐遅れ破壊性良としてO、 た×で扱した。 も確認した。

[0038] これらの結果から明らかな様に、本発明の 高強度ポルトでは冷間圧造によって割れが発生すること なく、且つ耐遅れ破壊性に優れた六角頭付きポルトおよ 以大角フランジボルトが得られていることが分かる。

【0043】また上記線材を用いて、六角頭付きポルト 箱倒1と回様にして作った。

比較多 マルテンサイト パーライト面面積率(%) 積率(%) 8 08 880℃×30分→00、480℃×90分→WO 100%発展し7ルデン ペイナ 小田 無母(%) **芝売センタチ** 四種様(名) 平均治性過度(2/数) 10.5 初期降極 9 供成類

[0040]

-

0

				_	_	_	_		_				_		_		_	_	_	_
	*		比較强	免明例	発明例	免明例	発明例	免明例	比較例	比較例	比較例	北較後	免费	免明例	先明例	角明保	先明例	免明例	免明例	比较份
	ボルト頭部の冷間圧造	大角フランジ		部れなし	BAGL	別れなし	別れなし	別れなし	,	爵礼先生	•		割れない	育れない	割れない	育れなし	割れなし	割れなし	割れない	1
	ボルト頭部	六角頭	1	別れなし	育れなし	割れなし	耐れない	何れない	ı	割れ発生	-	1	育れなし	育れなし	都れなし	別れなし	割れなし	割れなし	知れなし	_
	47 at 44 7 at.	通化吸收性		o	0	0	٥	0	_	0	-	-	0	0	0	0	0	0	0	×
[番3	1	神経性	強度不足	良好	良奸	良好	良好	良好	断線	良好	MF 48	斯線	良好	角好	良好	良好	良好	gH.	良好	1
	申録率	(%)	78	75	75	69	67	69	€ € 5 € 7	29	まできず	れできず	75	29	69	69	69	29	69	-
	最終為底	(N/mm)	1124	1245	1654	1533	1375	1663	断線で伸線できず	1687	断線で体線できず	断線で伸線できず	1694	1550	1674	1653	1627	1519	1512	1318
	景終報任	(mm)	7.08	7.08	7.06	7.08	5. 25	7.08	7.06	5. 25	7.06	7.06	5. 25	5.25	7.06	7.08	7.06	7.06	7.06	7.06
	お勧発を	(N/mm ²)	688	821	1072	1163	1261	1227	1685	1343	1062	1387	1153	1201	1265	1230	1152	1148	1145	-
	和如此	(mm)	14.0	14.0	14.0	1.0	8.0	11.0	1.0	9.0	1.0	11.0	10.5	9.0	11.0	11.0	11.0	11.0	-	11.0
(0	1111		-	~	6	4	ß	6	1		-	2	Ξ	12	13	4	15	18	12	18

[0041] 寒施例2

および六角フランジボルトを冷間圧造により作製し、そ

のとき加工されたボルト頭節の割れ発生状況を確認し

たは5.25mmゆまで伸換した(伸線車:55~75 **前記费1に示した供試鋼Gと1を用い、線径:8mm**Φ ング処理(加熱温度:940°C、恒温変態:510~6 10℃×4分) した。その後、線径:7.06mmゆま または10.5mmゆまで熱間圧延した後、パテンティ

線から)のスタッドポルトを作製し、遅れ破壊試験を実 【0042】得られた各種纐緞を用い、前配図1に示し ら)またはM6×P1.0 (線径:5.25mmφの網 たM8×P1, 25 (線径: 7, 06mmゆの鋼線か

件および機械的特性と共に下配扱5に示す。これらの結 果から明らかな様に、本発明方法では冷聞圧造によって 割れが発生することなく、且つ耐避れ破壊性に優れた六 4 に、遅れ破壊試験結果および割れ発生状況を、伸模条 角頭付きポルトおよび六角フランジポルトが得られてい [0044] 各様材の組織を恒温変態温度と共に下配费 ることが分かる。

[0045]

[费4]

[0039] [费2]

供抗節	# ·	初期機便	恒温保持温度	初析7154 初析も254(4) 不付十十 田籍恵(4) 西韓原(54)	初析センタイド	へ(474) 正独取(96)	マルテンサイト 田野田(味)	パーライト 南部第(94)	部
U	19	8.0	1	5	0	0		95	吳施例
-	8	10.6	610	6	0	٥	0	98	策略例
-	21	10, 5	610	80	ò	0	0	98	実施例
-	22	0.8	525	Ð	0	0	0.	96	実施例

[0046]

ボルト国語の各国田道 組れ破壊性 [泰5] 世紀は 初期機径 初期效度 長時機器

[0047] 実施例3

のリラクセーション特性を比較するため130℃で行っ 22の鎖線 (線径:5.25ゆまで伸線した鋼線) を用 いて、リラクセーション試験を行った。このときリラク セーション試験は、PC硬鋼線のJIS G3538に **導じて行った。但し、試験温度は常温ではなく、高温で** 前記表3、表5に示した試験No. 11, 12, 19,

【0048】上記の顕線を使用し、顕線ままあるいはそ

た。そして10時間リラクセーション試験を行った後の 80%に相当する荷璽(戴荷荷璽)をかけ、その後、1 0時間つかみ間隔をそのまま保持して、荷重を測定し 保持応力をリラクセーション応力とした。

レロントページの統甲

試験条件(載荷荷量)と共に下記表6に示す。これらの 結果から明らかな様に、ブルーイング処理を施したもの では、引張強さおよびの、2%永久仲びが上昇するとと 【0049】その結果を、製造工程、機械的性質および もに、リラクセーション応力が高い状態で維持できるこ とが分かる。

[0000] 適当な間隔でつかみ、0.2%永久伸びに対する荷重の 2%永久伸びに対する荷置を測定した。そして試験片を の後ブルーイングを行った銅線を用い、それぞれの0.

五		引張強さ	引張強さ 0.2%永久伸び	戴荷荷里	りわせーション広カ	集製
Ň		(N/mm²)	(N/mm ²)	(N/mm ³)	(N/mm²)	E
=	仲級宗史	1694	1264	101	911	比較知
114	114 存存後200°Cブルームング役	1798	1761	1408	1195	米格室
118	11日 存存後300℃ブルーイング後	1782	1631	1305	1165	光箱室
12	有影识识	1550	1201	981	998	的新和
12A	12A 年益校200°Cブルーイング後	1673	1642	1314	1158	医超速
12B	12日 仲様後300°Cブルーイング後	1664	1618	1294	1184	東施伊
19	仲観定度	1645	1250	1000	106	比較例
19A	中様後200°Cブルーイング後	1770	1681	1346	1177	東京
198	19日 年毎後300℃プルーイング後	1760	1671	1337	1196	実施例
22	伊隸末夜	1622	1246	687	868	比較知
22A	224 年接後200℃ブルーイング後	1738	1656	1325	1169	策略包
22B	228 仲穏後300℃ブルーイング後	1726	1547	1238	1106	実施領

【発明の効果】本発明は以上の様に構成されており、引 ながら、耐遅れ破壊性および耐リラクセーション特性の 張強さが1200N/mm2以上の高強度ワベルであり いずれにも優れた高強度ボルトが製造できた。 [図面の簡単な説明] [0051]

【図1】 実施例において遅れ破壊試験に供したポルトの 形状を示す姫路説明図である。

[図2] ベイナイト組織を示す図面代用顕微鏡写真であ

【図3】初析セメンタイト組織を示す図面代用顕微鏡写 真である。

[図3] [図2] [図1] <u>e</u>

(51) Int. Cl. 7	做別記号		テーマュード(参考)
	301	C22C 38/00	301Z
38/04		38/04	
38/30		38/30	
***************************************		(72) 格田本(成)	

神奈川県藤沢市川名一丁目15番1号 株式 神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会社神戸 神戸市灘区灘浜頂町2番地 株式会社神戸 製鋼所神戸製鉄所内 製鋼所神戸製鉄所内 会社佐賀鉄工所内 莪木 信彦 一年 中 (72) 発明者 (72) 郑史右 (72) 免明者 小池 精一 均玉県和光市中央1丁目4番1号 株式会 均五県和光市中央1丁目4番1号 株式会 社本田技術研究所内 社本田技術研究所内 高島 光男 (72) 発明者 (72) 発明者

1